FRACTURA

1. Esfuerzo de Cohesión Teórico.

Teóricamente, la resistencia a la fractura de un material depende de la resistencia de sus enlaces atómicos, debido a que la fractura tiene lugar por el rompimiento de los enlaces atómicos,. Un calculo, semejante al de la resistencia teórica al deslizamiento, permite obtener una estimación teórica de la fractura.

En el cristal de la figura 1, el esfuerzo necesario para separar los planos atómicos, una distancia mayor que el parámetro reticular ($a>a_0$), aumenta hasta que la resistencia teórica o critica , σ_c, a la cual los enlaces se rompen. Una continuación del desplazamiento de los átomos, puede tener lugar ahora bajo un esfuerzo decreciente.

Suponiendo que la curva esfuerzo-desplazamiento para este mecanismo de fractura será una curva "sinusoidal" (figura 2)de longitud de onda λ, es decir el esfuerzo para un desplazamiento $x = a - a_0$ esta dado por:

$$\sigma = \sigma_c \operatorname{sen} (2\pi x/\lambda) \qquad (1)$$

Para un pequeño desplazamiento tenemos:

$$\sigma = \sigma_c (2\pi x/\lambda) \qquad (2)$$

Suponiendo que este pequeño desplazamiento sigue la ley de Hooke, el esfuerzo esta dado por:

$$\sigma = E\,\epsilon = E x/a_0 \qquad (3)$$

lo cual da:

$$\sigma_c = (\lambda/2\pi)\ (\sigma/x) = (\lambda/2\pi)\ (E/a_0) \qquad (4)$$

Griffith demostró que las condiciones que determinan si una grieta puede propagarse o no, son parcialmente condiciones energéticas. Por lo tanto, es conveniente definir γ_s, la energía real de superficie, como el trabajo realizado en la creación de dos nuevas superficies por la fractura de los enlaces atómicos, es decir:

$$2\gamma_s = \int_0^{\lambda/2} \sigma \operatorname{sen}(2\pi x/\lambda)\,dx = (\lambda\sigma_c)/\pi \qquad (5)$$

Por lo tanto,

$$\sigma_c = 2\gamma_s\ \pi/\lambda \qquad (6)$$

Y

$$\sigma_c = (E\ \gamma_s/a_o)^{1/2} \qquad (7)$$

Este calculo indica un valor de $\sigma_c \approx E/7$. Un calculo más preciso da un valor de $\sigma_c \approx E/10$. Esta resistencia teórica a la fractura es obtenida muy raramente. En general, los materiales se rompen a esfuerzos 10-100 veces inferiores a esta resistencia teórica. Existen varias razones para esto:

- los defectos tales como las microgrietas existentes o las entallas, pueden producir la concentración de esfuerzos que aumentan el esfuerzo local hasta la resistencia teórica,

- pueden existir planos débiles en el material, donde la presencia de átomos de impurezas disminuye la resistencia de los enlaces metálicos. En la practica, esto ocurre sobre todo en los límites de grano, donde los átomos soluto pueden concentrarse durante el calentamiento a una cierta gama de temperaturas.

- la resistencia teórica a la fractura es para la fractura sin deformación plástica, la deformación plástica puede producir mecanismos de fractura antes que el esfuerzo teórico haya sido alcanzado.

2. Concentración de Esfuerzos en el Vértice de una Grieta.

La región en el vértice de una grieta puede ser tratada de manera clásica por una serie de pequeños elementos juntos de idéntico tamaño. El tamaño de estos elementos debe ser lo suficientemente pequeño para que se pueda despreciar el gradiente de esfuerzos o de deformaciones a través de cada elemento. Bajo el efecto del esfuerzo aplicado σ, se produce un fuerte gradiente de esfuerzos (en elasticidad lineal) y/ó de deformaciones en el vértice de la grieta, por lo cal, el tamaño de los elementos debe ser muy pequeño. Considere los elementos mostrados en la figura 3, bajo un esfuerzo aplicado σ. En un estado lineal-elástico, el elemento A es sometido a un esfuerzo más grande que el elemento B, que es sometido a un esfuerzo mayor que C, etc. Es decir:

$$\sigma_{3A} > \sigma_{3B} > \sigma_{3C} > \sigma_{3D} \qquad (8)$$

Por lo tanto, si consideramos que cada elemento se comporta completamente independiente de sus vecinos, según este razonamiento se obtendrán espacios libres entre estos elementos a causa de la contracción de Poisson en la dirección x_2. Sin embargo, los elementos tienen un comportamiento independiente. Ellos están ligados juntos, lo cual impide la formación de espacios libres y por lo tanto, impide al menos parcialmente la contracción de Poisson en la dirección x_2. Esta restricción de la deformación ϵ_2, induce un esfuerzo σ_2. En el caso esquematico de la figura 3, la grieta es muy aguda y el elemento A esta ligado al elemento B sobre uno de sus lados y a los elementos α_1 y α_2 sobre el otro lado. La rigidez de los elementos que rodean al primer elemento en el vértice de la grieta (elemento A) es la que determina el nivel de σ_2 en el elemento A. Esta rigidez depende del límite de elasticidad y del espesor de la materia que rodea el elemento A. Para todos los elementos considerados (A, B, C, D, E), σ_2 será una fracción constante de σ_3, siendo esta fracción determinada por el coeficiente de Poisson. Las figuras 4 y 5 muestran la distribución de esfuerzos en el vértice de una grieta muy

aguda en el caso de un material elástico-lineal y para un estado de esfuerzo plano y para un estado de deformación plana respectivamente. Note que en el caso de deformación plana $\sigma_1 > \sigma_2$. En un estado de deformación plano, los esfuerzos σ_2 y σ_3 tiende a producir una contracción de Poisson ϵ_1, la cual es impedida por la rigidez del material que rodea los elementos localizados en el vértice de la grieta.

Considere ahora el caso del vértice de una grieta fuertemente redondeada (figura 5). El elemento A esta ligado a otros elementos en la dirección x_2 solamente por uno de sus lados. Del otro lado, el vértice redondeado de la grieta da una superficie libre. Por lo tanto, ϵ_2 ocurre libremente en el elemento A. Sin embargo, la presencia del elemento A provoca que ϵ_2 sea ligeramente limitada en el elemento B, y la presencia de los elementos A y B hacen que el efecto sea un poco mas importante en el elemento C. Dicho de otro modo, σ_2 comienza a cero en el elemento A y aumenta en los otros elementos hasta en el momento en que se llega al elemento donde la contracción de Poisson según el eje x_2 es impedida al máximo. Inmediatamente después, σ_2 alcanza la curva ya indicada en las figuras 4a y 4b. La figura 6a esquematiza este caso de una grieta con un vértice fuertemente redondeado para condiciones elástico-lineales y bajo un estado de deformación plana. En el caso intermedio, de un vértice de la grieta ligeramente redondeado, σ_2, no comienza desde cero y este caso es esquematizado en la figura 6b.

Considerando una serie de elementos a un valor dado de x_2 alineados a lo largo de x_1 (dirección del espesor), se encuentra una variación semejante para la deformación de Poisson ϵ_1. Esta deformación ocurre libremente en el primer elemento, debido a que hay una superficie libre, sin embargo ϵ_1 ocurre progresivamente menos libremente en los elementos adyacentes a causa de la rigidez de estos elementos. Finalmente se llega a un elemento donde la deformación ϵ_1 es restringida al máximo y este elemento se encuentra entonces sometido a un estado de deformación plana. Es por esta razón que se tiene un estado de esfuerzo plano cerca de la superficie libre y un estado de deformación plana al interior de una pieza agrietada o entallada de espesor suficiente para obtener un estado de deformación plana, pasando por un estado por una zona mixta de deformación y esfuerzo planos. Mayor sea la rigidez del material, más pequeño será el valor de x_1 a cual alcancemos el estado de deformación plana.

A partir de este tipo de consideraciones y utilizando un criterio de plasticidad se puede deducir el estado de esfuerzos en el vértice de una grieta para materiales que presentan un comportamiento elasto-plástico. Suponiendo el criterio de plasticidad de Tresca, el cual esta basado en el inicio de la plasticidad cuando el esfuerzo de corte máximo alcanza un valor critico igual a $\sigma_y/2$ donde σ_y es el limite de elasticidad de la prueba de tracción, se puede decir de manera general que el esfuerzo máximo de corte es igual a $(\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$, donde σ_{max} sería siempre igual a σ_3. En un estado de esfuerzo plano $\sigma_1 = 0$ (σ_1 es el esfuerzo principal mínimo), y en deformación plana σ_2 es este esfuerzo mínimo. Además, se debe considerar un material elástico-perfectamente plástico, es decir un material que no sufre endurecimiento cuando se rebasa su límite de elasticidad, y sabiendo que la deformación plástica en el vértice de la grieta causa un redondeo de este vértice, no es necesario considerar un vértice de la grieta muy agudo. El estado de esfuerzos en el vértice de la grieta de un material elasto-plástico es mostrado en las figuras 7 y 8 para un estado de esfuerzo plano y de deformación plana respectivamente.

3. Fractura Dúctil

Las fracturas que tienen lugar bajo una carga monotonica y que no son causadas por el efecto de un medio corrosivo (p.e. corrosión bajo esfuerzos), se dividen en dos clases: fracturas dúctiles y fracturas frágiles. La fractura dúctil ocurre cuando la deformación plástica es necesaria para la propagación de la grieta. La fractura frágil tiene lugar cuando la deformación plástica no es necesaria para la propagación de la grieta, aún si existe una deformación plástica asociada a esta propagación. Aún las fracturas que son producidas por el efecto de un medio corrosivo, pueden ser clasificadas en estos dos tipos de fracturas.

Es necesario hacer notar que con esta definición, un material que se fractura después de una muy pequeña deformación plástica pero en el cual la propagación de la grieta necesita de una deformación plástica, produce una fractura dúctil. Si embargo, desde el punto de vista practico (p.e. en la selección de un material estructural), es necesario considerar este material como un material frágil.

3.1 Formas geométricas de la fractura dúctil

La fractura dúctil de un material deformado en tracción puede tener lugar en varias formas. Una forma extrema es la separación en dos de un monocristal por deslizamiento concentrado sobre un plano o en una banda, lo cual produce una fractura oblicua (slant fracture). Este tipo de fractura puede ocurrir en un monocristal H.C. que se deforma sobre su plano basal (p.e. el Zn) (fig.9a). La fractura dúctil puede también ocurrir en un monocristal C.C.C. con una baja energía de falla de apilamiento, en el cual el fenómeno de "d'overshooting" retarda suficientemente el deslizamiento secundario, para permitir la fractura por el deslizamiento concentrado en una banda (fig. 9b). En el caso de los materiales con una gran ductilidad, la fractura puede tener lugar por estricción hasta dejar un punto (fig. 9c).para una sección inicial circular, ó hasta formar una "lamina de cuchillo" (fig. 9d) para una sección inicialmente rectangular. Estas dos formas de fractura ocurren sobretodo en la tracción de metales C.C.C. de alta pureza al igual que en policristales con un tamaño de grano muy fino. Cuando la ductilidad es intermedia, la tracción produce generalmente una fractura "copa-cono" (fig.9e). Este tipo de fractura es común en materiales metálicos que contienen inclusiones ó precipitados (es decir partículas de segunda fase).

3.2. Micromecanismos de fractura dúctil

El micromecanismo de fractura de los materiales dúctiles que contienen partículas de segunda fase se lleva a cavo en tres etapas; germinación de microcavidades, crecimiento de estas microcavidades por el alargamiento de los ligamentos existentes entre las microcavidades para formar microhuecos y finalmente coalescencia de estos microhuecos por el rompimiento de los ligamentos produciendo dos superficies de fractura formadas por cúpulas (dimples):

1) Germinación; las microcavidades pueden ser germinadas en las interfases entre la matriz y las partículas de segunda fase, debido a que es muy difícil mantener la continuidad en estas interfases cuando la deformación es muy grande. Las microcavidades también pueden ser formadas en las partículas de segunda fase fracturadas durante la deformación ó en los puntos triples donde tres límites de grano se unen. Las

microcavidades se forman más fácilmente cuando las partículas de segunda fase son inclusiones que cuando estas son precipitados. Esto es debido a que la energía de cohesión de la interfase entre la matriz y las partículas de segunda fase es mayor para los precipitados que para las inclusiones. También es importante hacer notar que esta energía de cohesión disminuye cuando el tamaño de las partículas aumenta. Es decir que las cavidades son formadas a una menor deformación en las partículas grandes que en las partículas pequeñas.

2) Crecimiento; la etapa de crecimiento de microcavidades es la que consume la mayor parte de la energía de deformación plástica asociada a la fractura (aproximadamente el 70%). El crecimiento de las microcavidades depende de la distancia frontera-a-frontera entre las partículas de segunda fase y de la ductilidad de la matriz (principalmente del coeficiente de endurecimiento, n, de la matriz). Si la distancia entre las partículas es muy pequeña o la matriz tiene un bajo coeficiente de endurecimiento, el crecimiento de las microcavidades antes de su coalescencia será limitado y por lo tanto la energía consumida por la deformación plástica será pequeña.

3) Coalescencia; la coalescencia es la ultima etapa del proceso de fractura dúctil y se produce por el rompimiento de los ligamentos existentes entre los microhuecos. Cuando el material tiene únicamente una familia de partículas de segunda fase y es idealmente plástico, estos ligamentos se romperán por estricción hasta dejar un punto, soportando una gran deformación plástica. Sin embargo cuando existe una segunda familia de partículas con un tamaño promedio menor (p.e. carburos en un acero 4140) que la primer familia de partículas (p.e. inclusiones en un acero 4140), la deformación de los ligamentos entre los microhuecos formados a partir de las inclusiones es limitada por la formación de bandas de corte máximo (a 45° con respecto al eje de tracción) a través del espesor de los ligamentos. Estas bandas de corte favorecen la germinación, crecimiento y coalescencia de microcavidades en los carburos, limitando la deformación plástica de los ligamentos por un rompimiento prematuro de estos. Cuando tenemos un material que contiene únicamente una familia de partículas y con una matriz que presenta un bajo coeficiente de endurecimiento, la deformación plástica de los ligamentos entre los microhuecos formados a partir de las partículas es limitado por el endurecimiento de la matriz, lo cual favorece la formación de bandas de corte máximo sobre un plano a 45° con respecto al eje de tracción limitando la deformación plástica en los ligamento por una fractura prematura de estos por corte.

3.3 Fractura copa-cono

La fractura copa-cono de una probeta de tracción tiene lugar de la siguiente forma (fig.10):

1) Formación de una extricción, lo cual aumenta el valor del componente hidrostático de tensión y produce microcavidades en la región de estricción. Estas microcavidades coalescen y producen una grieta.

2) Esta grieta crece debido a la coalescencia de las microcavidades, propagándose en una dirección que es macroscópicamente perpendicular al eje de tracción, siempre coalesciendo con las pequeñas microcavidades.

3) Esta grieta alcanza la superficie siguiendo un plano con un ángulo de 45° con respecto al eje de tracción, es decir siguiendo el plano de corte máximo.

La primer etapa es la etapa más larga y la más importante debido a que es la etapa de iniciación de la fractura. Cuando es difícil formar las cavidades, la forma de la fractura es semejante a la mostrada en las figuras 9c y 9d. Las otras dos etapas comienzan mucho después, cuando se inicia la disminución del esfuerzo nominal.

La grieta se forma en el centro de la sección transversal de la probeta y se propaga perpendicularmente al eje de tracción. El aspecto macrografico de la zona de propagación sobre la superficie de fractura es recta. Sin embargo, microscópicamente, la grieta es muy rugosa y sigue aproximadamente los planos de corte máximo (a 45° con respecto al eje de tracción), pero con un recorrido en zig-zag yendo de un plano a otro. Solamente el recorrido medio es perpendicular al eje de tracción, lo cual indica que el esfuerzo de corte al igual que el esfuerzo normal son importantes en la propagación.

La propagación de la grieta por coalescencia de cavidades se lleva acabo lentamente con un desgarramiento del material entre cavidades y estricción de los ligamentos de materia entre cavidades. Esta propagación consume mucha energía de deformación plástica. Una ves que la fractura ha comenzado, la propagación es ayudada por los intensos esfuerzos de corte generados en el frente del fondo de la grieta, lo cual favorece la formación de cavidades sobre los planos de distorsión intensa al igual que su coalescencia. En algunos aceros, pueden existir microgrietas, las cuales pueden ser asociadas a las cavidades, lo cual favorece la coalescencia y disminuye la energía de deformación plástica asociada a la propagación.

Las secciones oblicuas de la fractura copa-cono son formadas por un "zig" o un "zag" particularmente grande cuando la grieta se aproxima lo suficiente a la superficie, donde la componente hidrostática de tensión es menos grande y por lo tanto, donde el corte es mas grande.

Las observaciones al microscopio electrónico de barrido, han demostrado que el mecanismo de fractura en la zona oblicua es esencialmente el mismo que en la zona perpendicular al eje de tracción. En los dos casos, se observan cúpulas (dimples) sobre la superficie, lo cual es el signo característico de una fractura dúctil. Estas cúpulas son producidas por la germinación, crecimiento y coalescencia de cavidades. El tamaño y las profundidad de estas cúpulas indica la resilencia del material. Las cúpulas poco profundas indican un material menos tenaz; mientras que las cúpulas más profundas indican un material más tenaz. Una gran cantidad de estudios han sido realizados para determinar la influencia de las características estereologicas de las partículas de segunda fase sobre la tenacidad y ductilidad de los materiales dúctiles. Estos estudios han demostrado que la tenacidad y ductilidad de un material que contiene partículas disminuyen cuando:

1) la fracción volumen de partículas aumenta;
2) el tamaño de las partículas aumenta;
3) la distancia entre partículas disminuye;
4) el coeficiente de endurecimiento de la matriz es bajo;
5) cuando la forma de las partículas se aleja de la forma esférica;
6) existen dos ó mas familias de partículas con diferente tamaño promedio.

Tal que esquematizado en la figura 10*, una gran información sobre la naturaleza del esfuerzo local que provoco la fractura dúctil puede ser obtenida a partir de la forma y de la orientación relativa de las cúpulas sobre las superficies opuestas de fractura. Una tensión uniaxial uniformemente aplicada, producirá cúpulas redondas (fig 10*a). Una tensión aplicada fuera del centro, producirá cúpulas alargadas paralelamente a la dirección de propagación, con las paredes que separan las cúpulas en forma de medio elipse y con la misma orientación en cada parte de las superficies opuestas de fractura (fig 10*b). Un esfuerzo de corte producirá cúpulas alargadas paralelamente a la dirección de corte (fig 10*c), con las paredes que separan las cúpulas en forma de medio elipse y con orientación opuesta en cada parte de las superficies opuestas de fractura.

4. Fractura Frágil

La fractura frágil puede tener lugar a esfuerzos aplicados menores que el límite de elasticidad del material. Este tipo de fractura tiene lugar la mayoría de las veces sin advertencia. Las piezas se fracturan causando daños serios, y algunas veces perdidas de vidas. Este problema mucho más serio y mucho más difícil de evitar por una buena concepción de la pieza.

La fragilidad de los materiales se presenta generalmente solo en ciertas condiciones y sobre todo para condiciones de temperatura. Bastantes materiales muestran una transición dúctil-frágil (fig. 13), que esta relacionada al rápido incremento del límite de elasticidad cuando la temperatura disminuye. Esta transición tiene lugar ocurre sobre todo en los metales C.C., con la excepción posible de metales tales que el sodio y el potasio. Sin embargo, esta transición también ocurre en algunos metales H.C., en los cuales la ductilidad esta asociada a la activación a temperaturas elevadas de sistemas de deslizamiento diferentes al deslizamiento en el plano basal, y algunas veces a una fragilidad asociada al maclaje a baja temperatura. ,Los semi-metales, germanio y silicio, en los cuales la deformación plástica es solamente posible a temperaturas muy elevadas, también presentan una transición dúctil-frágil.

Metalograficamente, se puede distinguir fácilmente entre una fractura frágil y una fractura dúctil, debido a que la fractura frágil se propaga casi siempre a lo largo de los planos cristalograficos simples (los planos de clivaje) ó a lo largo de los límites de grano. La fractura intergranular ocurre principalmente cuando una impureza se segrega en los límites de grano y debilita los enlaces interatomicos en esta región.

4.1. Clivage

El clivage ocurre por el rompimiento de los enlaces atómicos a lo largo de un plano cristalografico bajo un esfuerzo de tensión (fig.1), produciendo una grieta que se puede propagar sin deformación plástica. Una ves que la grieta ha sido formada, las tensiones concentradas en el vértice de la grieta ayudan mucho en la continuación [redacted] del rompimiento de los enlaces y por lo tanto en la propagación. El clivage no ocurre en compresión y las superficies de fractura tienden a ser perpendiculares al eje de tracción.

El plano de clivage es un plano de alta densidad atómica, debido a que los planos densos son los planos de baja energía superficial. Además, más la densidad de átomos sobre el plano es elevada, más la distancia interplanar es grande, lo cual produce

enlaces débiles entre los planos. Los planos de clivage usuales son {100} en los C.C., (0001) en los H.C., y {111} en la estructura de diamante (C,Ge, Si). El clivage no ocurre en los metales C.C.C., debido a que la deformación plástica se produce relativamente fácil en estos metales, aún a muy bajas temperaturas.

Una grieta que se propaga por el clivage, puede propagarse a una velocidad muy rápida, aproximándose al 40% de la velocidad del sonido en el material. La velocidad del sonido es del orden de 5,300 m/seg. en el acero.

4.2 Ecuaciones de fractura

4.2.1 La teoría de Griffith

La teoría de Griffith considera desde el punto de vista termodinámico el caso de una grieta infinitamente aguda que se propaga sin deformación plástica. El criterio termodinámico se basa en que la propagación de la grieta ocurre cuando esta propagación disminuye la energía total del sistema. En el caso de un material completamente elástico, es necesario balancear el incremento de energía superficial producido por la formación de dos nuevas superficies contra la disminución de energía elástica, producida por la propagación de la grieta, debido a que esta propagación produce un relajamiento de la energía elástica de los dos lados de la grieta.

En el caso bi-dimensional de esfuerzos planos en una placa delgada de espesor unitario (fig. 14), la energía elástica desprendida durante la producción de una grieta perpendicular al eje de tracción y de longitud 2c es:

$$W_E = (\sigma^2/E)(\pi C^2) \qquad (9)$$

la ec. (9) fue obtenida suponiendo que una sección circular de radio c alrededor de la grieta no esta sometida a carga. La energía de superficie creada es:

$$W_S = 2\ (2C\gamma_S) \qquad (10)$$

donde γ_S es la energía de superficie del material por unidad de superficie.

Para que las condiciones energéticas sean favorables a la propagación de esta grieta, es necesario que:

$$d(\sigma^2 \pi C/E)/dC \geq d(4C\gamma_S)/dC \qquad (11)$$

$$(\sigma^2 2\pi C/E) \geq 4\gamma_S \qquad (12)$$

Por lo cual, la condición critica para tener una grieta propagándose de manera inestable, es que:

$$\sigma = \sigma_r \geq (2E\gamma_S/\pi C)^{1/2} \qquad (13)$$

La ec. (13) representa el criterio de Griffith para un material en el cual ninguna deformación plástica tiene lugar durante la fractura. Este criterio establece que el esfuerzo de fractura σ_r depende del tamaño del defecto más grande que pueda comportarse como una grieta ó una grieta pre-existente en el material. Alternamente, el criterio

dice que para cada esfuerzo aplicado, existe un tamaño critico de defecto. Si un defecto más grande que su tamaño critico esta presente, el agrietamiento inestable tendrá lugar a este esfuerzo.

en la sección 1, se obtuvo una expresión para la resistencia teórica al clivage.

$$\sigma_c = (E\gamma_S/a_o)^{1/2} \qquad (14)$$

Ahora, suponiendo una grieta en forma de elipse, de eje mayor 2c y de eje menor 2h, se puede calcular la tensión máxima en el vértice de la grieta, obteniéndose:

$$\sigma_{max} = \sigma(1+(2c/h)) \qquad (15)$$

Para una elipse, el radio de curvatura del vértice de la grieta es:

$$r = h^2/c \qquad (16)$$

por lo cual,

$$\sigma_{max} = \sigma\ (1+2(c/r)^{1/2}) \qquad (17)$$

y para c>>r,

$$\sigma_{max} = 2\sigma\ (c/r)^{1/2} \qquad (18)$$

Por lo tanto, K el factor de concentración de esfuerzos en el vértice de la grieta esta dado por

$$K = 2(c/r)^{1/2} \qquad (19)$$

para una grieta muy aguda. Para tener fractura, es necesario que

$$\sigma_{max} = \sigma\ K = \sigma_c \qquad (20)$$

donde σ_c es la resistencia de cohesión teórica. Esto tiene lugar a un esfuerzo aplicado σ_r. Por lo tanto,

$$2\sigma_r\ (c/r)^{1/2} = (E\gamma_S/a_o)^{1/2} \qquad (21)$$

$$\sigma_r = 0.5\ (E\gamma_S r/a_o c)^{1/2} = (E\gamma_s r/4ca_o)^{1/2} \qquad (22)$$

y tratando de obtener una forma semejante a la ecuación de Griffith,

$$\sigma_r \geq [(2E\gamma_s/\pi c)(\pi r/8a_o)]^{1/2} \qquad (23)$$

Por lo tanto se puede escribir que

$$\sigma_r \approx [(2E\gamma_s/\pi c)(r/3a_o)]^{1/2} \qquad (24)$$

ecuación que difiere de la de Griffith por el factor de $(r/3a_o)^{1/2}$.

Los dos cálculos son para la misma geometría de grieta. Además, los dos cálculos suponen que ninguna deformación plástica acompaña el agrietamiento. La teoría de Griffith esta basada sobre consideraciones termodinámicas, mientras que el segundo

calculo esta basado en consideraciones mecanisticas. Las consideraciones termodinámicas indican que un fenómeno puede tener lugar solamente de manera espontanea. Para determinar si el fenómeno hubiera tenido lugar, es necesario también tomar en cuenta las consideraciones mecanisticas y cinéticas.

Otra manera de considerar esto es la siguiente: cuando $r \to 0$, σ no puede aproximarse a cero tal que previsto por la ecuación mecanistica porque la ecuación mecanistica porque la propagación de la grieta produce siempre dos nuevas superficies. Para balancear esta creación de la energía superficial, es necesario siempre desprender suficiente energía elástica alrededor de la grieta, lo cual no es posible cuando σ es muy pequeño.

Por lo tanto, para la propagación inestable ó espontanea de la grieta, es necesario satisfacer simultáneamente las condiciones termodinámicas y las condiciones mecanisticas, lo cual quiere decir, que es necesario satisfacer la ecuación más exigente. Para $r>3a_0$, esta es la ecuación mecanistica,

$$\sigma_r = [(2E\gamma_s/\pi c)(r/3a_0)]^{1/2} \qquad (25)$$

y para $r \leq 3a_0$, es la ecuación de Griffith.

A partir de estas consideraciones, podemos ver que el radio de curvatura del vértice de la grieta influye σ_r muy fuertemente. Una manera de detener la propagación de una grieta es aumentando el radio de curvatura de la grieta. Una parte importante del rol de la deformación plástica cuando esta acompaña el agrietamiento es el incremento de este radio.

4.2.2 Ecuación Griffith-Orowan

En la sección precedente, se considero la propagación de una grieta en un material muy frágil, en el cual el agrietamiento tiene lugar de manera elástica. Sin embargo, en la mayor parte de los metales, la deformación plástica acompaña la propagación y esta deformación plástica necesita una cantidad importante de energía durante la fractura. Para los materiales que no son completamente frágiles, la energía producida por la deformación plástica durante la fractura es generalmente mayor que la energía para producir las dos nuevas superficies.

Orowan a tomado en cuenta esto agregando un termino de energía de deformación plástica, $2\gamma_p$, en la ecuación de Griffith. La ecuación de Griffith-Orowan da σ_m, el esfuerzo necesario para mantener una grieta móvil,

$$\sigma_m = [(2E/\pi c)(\gamma_s + \gamma_p)]^{1/2} = [(2E\gamma_s/\pi c)(1 + \gamma_p/\gamma_s)]^{1/2} \qquad (26)$$

Cuando la deformación plástica es muy grande, γ_p puede ser mil veces mayor que γ_s, $\gamma_p >> \gamma_s$, y γ_p representa bien el trabajo total realizado durante la propagación de la grieta en el material. En este caso,

$$\sigma_m \approx [(2E\gamma_s/\pi c)(\gamma_p/\gamma_s)]^{1/2} = (2E\gamma_p/\pi c)^{1/2} \qquad (27)$$

La deformación plástica que tiene lugar cerca del vértice de la grieta tiende a redondear el vértice de la grieta, lo cual disminuye la concentración de esfuerzos en esta región. Una manera de demostrar esto es comparando la ecuación mecanistica obtenida de la condición que σ_{max} en el vértice de la grieta debe igualar la resistencia teórica de cohesión,

$$\sigma_r = [(2E\gamma_s/\pi c)(r/3a_o)]^{1/2} = [(2E\gamma_s/\pi c)(\gamma_p/\gamma_s)]^{1/2} \quad (28)$$

Por lo tanto,

$$r/(3a_o) = \gamma_p/\gamma_s \text{ para } \gamma_p >> \gamma_s$$

Aún/si esta comparación no es siempre estrictamente valida, ella hace resaltar dos hechos importantes. Primero, cuando γ_p es grande con respecto a γ_s, r es también relativamente grande. Segundo, aún cuando $\gamma_p >> \gamma_s$, la energía de superficie del material juega todavía un papel muy importante, afectando el radio de curvatura en el vértice de la grieta.

4.3 Germinación de microgrietas

Existen varios mecanismos que han sido propuestos para explicar la germinación de microgrietas. En estos mecanismos las dislocaciones y la deformación plástica juegan un papel importante. Estos mecanismos son importantes en los materiales que pueden deformarse plasticamente y que no contienen defectos que puedan actuar como una grieta de Griffith. En estos materiales, la deformación plástica precede siempre la fractura (la cantidad de deformación plástica sin embargo, puede ser microscópicamente pequeña).

Un mecanismo por el cual la deformación plástica puede producir microgrietas es por la coalescencia de n primeras dislocaciones en la punta de un apilamiento de dislocaciones para producir una superdislocación de vector de Burgers nb. Esta coalescencia de n medio-planos suplementarios de átomos produce una microgrieta triangular de longitud 2c y de espesor máximo nb (fig. 15). Para que este mecanismo opere, es necesario que no haya deformación plástica local cerca del apilamiento para reducir la concentración de esfuerzos en esta región y que el obstáculo producido por el apilamiento, sea muy resistente al paso de las dislocaciones. La posibilidad de este agrietamiento se acrecienta también cuando consideramos únicamente el efecto de un corte importante sobre el plano de deslizamiento en la región de un obstáculo fuerte, tal que un límite de grano (fig. 16a).

En los metales C.C., la reacción entre las dislocaciones a/2 [111] y a/2 [111] en el sitio de intersección de sus dos planos de deslizamiento puede iniciar una microgrieta (2.15b) produciendo dislocaciones de borde [001], ,lo cual es favorecido por la regla de Frank. Estas dislocaciones no son deslizables y por lo tanto pueden coalecer entre ellas muy fácilmente para producir una microgrieta sobre el plano (001), que es un plano de clivage. Nuevamente, la posibilidad de este agrietamiento se ve simplemente considerando los cortes que tienen lugar sobre los dos planos de deslizamiento (fig. 16b).

En algunos metales H.C., como el Zn, los límites de flexión pueden deslizarse. Sin embargo, el deslizamiento de solamente una parte del límite, produce una decohesión sobre el plano de deslizamiento de dislocaciones que forman el límite (fig. 15c). Este plano es el (0001), el plano de clivage en los metales H.C.. Nuevamente la posibilidad

de este clivage se observa simplemente considerando el corte (deslizamiento) que tiene lugar (fig. 16c).

El mecanismo indicado en la figura 16b opera también cuando el deslizamiento de los límites de grano tiene lugar durante la termofluencia a alta temperatura. Esto explica la formación de microgrietas o de cavidades durante esta termofluencia en los puntos triples donde los tres límites se unen.

Otro mecanismo por el cual el deslizamiento inicia la formación de microgrietas o de cavidades es por los apilamientos de dislocaciones contra las inclusiones o contra precipitados debilmente ligados a la matriz. La concentración de esfuerzos producida por el apilamiento de dislocaciones puede producir una decohesión de la interfase (fig. 17) o simplemente una fractura de la partícula.

Cuando una de estas grietas alcanza la longitud critica requerida por la ecuación de Griffith-Orowan, esta puede propagarse hasta la fractura de la pieza. Sin embargo, una grieta que comienza a propagarse se puede detener en un límite de grano. Debido a que los planos de clivage de los dos lados del límite, en general, no se reencuentran a lo largo de una linea común, por lo que el límite es un obstáculo eficaz a la propagación. La energía de desgarramiento necesaria para permitir que la grieta atraviese el límite y continué sobre el plano de clivage en el grano vecino aumenta la longitud critica de la grieta para la propagación. Entre más larga es la grieta antes de intersectar un límite de grano que es un obstáculo eficaz, menor es la posibilidad de detener la propagación., tal como lo indica la ecuación Griffith-Orowan. Por lo tanto la disminución del tamaño de grano es un método muy eficaz para aumentar la resilencia y la tenacidad de los metales C.C. y H.C.. Además este método aumenta el límite elástico y la resistencia a la tracción.

4.4 Examen metalografico de la fractura frágil

El examen de piezas que han sufrido una fractura se hace primero al ojo y a bajos aumentos (≈20x) con un estereoscopio óptico, el cual da una buena profundidad de campo. Además de permitir la observación del aspecto general, este examen amenudo permite también identificar el sitio de iniciación del agrietamiento, cuando la grieta es iniciada en uno o varios puntos particulares. Las fracturas que se propagan rápidamente (es decir de manera inestable) muestran amenudo marcas de chevron, que son líneas de desnivelación reuniendo las partes de la grieta que se propagan sobre planos más o menos paralelos. Estas líneas son paralelas a la dirección de propagación, el sitio de germinación es lugar de donde todas ellas parten. Este sitio debe ser examinado en detalle y amenudo a altos aumentos, para determinar si un defecto de diseño, de maquinado, de microestructura o producido por la corrosión ha iniciado el agrietamiento. Si por cualquier razón, la grieta se detiene durante su propagación, las líneas de detención del frente de agrietamiento son amenudo detectables. Estas líneas son perpendiculares al chevron cuando este ultimo también esta presente. Las líneas de detención del frente de agrietamiento tienen lugar cuando la grieta ha comenzado por un mecanismo diferente, tal que la fatiga o la corrosión bajo esfuerzo. Generalmente, la dirección que apunta hacia el centro de curvatura de las líneas de detención es la dirección de donde viene la grieta.

Para la superficie de clivage sobre monocristales o sobre granos individuales, a altos aumentos se pueden observar líneas de rió que son equivalentes al chevron y que representan desnivelaciones entre los planos de clivage paralelos. La formación de líneas de rió representa una contribución importante al termino γ_p cuando el clivage tiene lugar en los metales y otros materiales cristalinos que se deforman plasticamente. Estas líneas se forman sobre todo cuando la grieta atraviesa un límite de grano. De manera general, el plano de clivage sobre los dos lados del límite de grano no se intersectan a lo largo de una línea común, por lo que el clivage se inicia en el segundo grano sobre un gran numero de planos paralelos con un gran desgarramiento entre estos planos, lo cual explica porque los límites de grano son obstáculos eficaces a la propagación. Conforme la propagación avanza dentro de un grano, estas líneas de rió coalescen rápidamente entre ellas produciendo desnivelaciones más grandes y menos numerosas. El aspecto es bastante similar al de pequeños ríos que se juntan que se unen para formar un gran rió. Esta carcteristica puede ser utilizada para determinar la dirección en la cual una grieta se propaga.

Frecuentemente es difícil distinguir a bajos aumento entre una fractura por clivage y una fractura intergranular. Sin embargo, la microscopía electrónica de barrido, permite distinguir fácilmente estos dos tipos de fractura., debido a que la fractura intergranular sigue el plano del límite de grano y no presentan líneas de rió.

4.5 Influencia de diferentes factores sobre la fragilidad

4.5.1 La influencia de la temperatura

Un gran numero de metales presentan una temperatura de transición dúctil-frágil. Este efecto fragilizante de una baja temperatura ocurre en casi todos los metales C.C. y también en la mayoría de los metales H.C.. Los metales H.C.P. , el Zr y el Ti, son al menos al estado puro, dúctiles a cualquier temperatura. En los metales C.C.C. la fractura por frágil por clivage jamas es obtenida. Sin embargo algunas aleaciones C.C.C. con una muy baja energía de falla de apilamiento atómico, muestran una caída marcada de su ductilidad por abajo de una cierta temperatura. Esta disminución de ductilidad parece estar asociada con las fallas de apilamiento causadas por el deslizamiento.

Con la transición dúctil-frágil, la diferencia entre un acero frágil y un acero dúctil puede ser menor que 50 °C, algunas veces solamente unos 20 °C. Esta temperatura de transición dúctil-frágil depende de la composición del acero, de su microestructura y de su tamaño de grano. En el caso de los aceros ordinarios, la temperatura de transición se encuentra generalmente entre -25 °C y 80 °C. En base a esta temperatura una fractura frágil puede tener lugar bajo un esfuerzo ordinario.

La temperatura de transición obtenida por la prueba Charpy utilizando probetas con una entalla en forma de V es la más utilizada, debido a que esta temperatura da la mejor aproximación a las temperaturas de fractura frágil en servicio.

Podemos considerar que la transición dúctil-frágil en los metales C.C. es debida a que el esfuerzo necesario para la fractura frágil aumenta menos rápido que el incremento brusco del esfuerzo para producir la deformación plástica cuando la temperatura disminuye. Sin embargo, estrictamente ablando, esta explicación no es

correcta porque es necesario tener una deformación plástica para germinar una microgrieta cuando esta no existe previamente. El límite de elasticidad elevado a bajas temperaturas permite menos deformación plástica acompañando la propagación de la grieta. Por encima de la temperatura de transición, la propagación de la grieta es muy difícil de iniciar y a una mayor temperatura, la propagación es más difícil de continuar.

Una fragilización a altas temperaturas también es posible. Un tipo de fragilización en caliente es el causado por la formación del compuesto intermetalico, FeS en los límites de grano de los aceros. Este compuesto que tiene un bajo punto de fusión, puede fundirse cuando deformamos el acero en caliente, produciendo la desintegración del acero debido a que no hay nada que pueda mantener juntos los granos. Este problema es suprimido adicionando suficiente Mn para formar un sulfuro de Mn en lugar del sulfuro de Fe.

El fenómeno de envejecimiento dinámico después del conformado tiene lugar en ciertos metales (p.e. aceros bajo carbono, Zr, Ti) y puede producir una disminución de la ductilidad ó una fragilización. Este fenómeno sucede a las temperaturas donde los átomos soluto que anclan las dislocaciones pueden difundirse a una velocidad comparable a la del desplazamiento de las dislocaciones, lo cual produce un anclamiento en continuo de las dislocaciones. En los aceros este anclage de las dislocaciones puede causar la precipitación de carburos y de nitruros sobre las dislocaciones, lo cual limita suficientemente el deslizamiento como para producir una fragilización. Cuando los precipitados no se forman, este fenómeno causa amenudo poca disminución del alargamiento uniforme pero una disminución del alargamiento total.

4.5.2 Influencia del estado de esfuerzos

Un esfuerzo normal de tensión trata de abrir una grieta que se propaga en una dirección perpendicular a esta tensión y por lo tanto ayuda a la propagación de la microgrieta. Por otra parte, una carga de compresión tiende a cerrar esta grieta y a dificultar su propagación. Por esta razón, un material muy frágil tal que el concreto puede soportar una carga que es mucho mayor en compresión que en tracción.

Este resultado demuestra que el componente hidrostático del esfuerzo juega un papel muy importante durante la fractura frágil. Este componente no afecta la plasticidad o el deslizamiento, pero este afecta fuertemente la facilidad con la cual una grieta puede propagarse. Además, para la misma magnitud del esfuerzo principal, σ_1, un componente hidrostático más grande indica más pequeñas diferencias entre los esfuerzos principales y por lo tanto, esfuerzos cortantes más débiles y una menor plasticidad. Esta disminución del termino γ_p en la ecuación de Griffith-Orowan favorece la fragilidad.

La sensibilidad a una entalla que provoca que algunos metales y sobre todo algunos aceros se fragilicen cuando contienen una entalla esta ligado al efecto de esfuerzos hidrostáticos. La presencia de una entalla (o de una grieta) en una pieza con el suficiente espesor produce un importante componente hidrostático en el frente de la entalla. Este componente ayuda a abrir la grieta y limita γ_p y por lo tanto aumenta la temperatura de transición. Note que los hierros grises con grafito laminar, son normalmente poco sensibles a las entallas debido a las numerosas entallas agudas

internas (las laminas de grafito).

4.5.3 Influencia del tamaño de la pieza

La influencia del tamaño de la pieza esta relacionada con la influencia del esfuerzo hidrostático en el frente de una entalla. Para un componente hidrostático máximo, es necesario que el tamaño de la pieza sea lo suficientemente grande para que este esfuerzo triaxial máximo aumente la rigidez del material alrededor de la región de fuerte concentración de esfuerzos en el frente de la entalla o de la grieta e impida completamente la contracción de Poisson en esta región. Por lo que una pieza con un gran espesor es generalmente más frágil que una pieza delgada.

Para un material muy frágil que se comporta de acuerdo a la ecuación de Griffith, la resistencia a la fractura depende del tamaño del defecto más grande en el material. La probabilidad de encontrar un defecto de un cierto tamaño en la pieza es proporcional a su volumen. Por lo tanto, independientemente del efecto de los esfuerzos triaxiales, la resistencia a la fractura de un pieza grande producida con un material frágil tal que un cerámico, es estadísticamente menos elevada que aquella de una pequeña pieza. Este tipo de efecto estadístico es descrito por el tratamiento de Weibull.

Para la fractura dúctil el efecto del tamaño de la pieza es diferente. Cuando el espesor de la probeta, de tracción disminuye, el alargamiento uniforme tiende a disminuir, lo cual se explica por un efecto más importante de la deformación sobre el termino dA/A de la condición para la estricción

$$d\sigma/\sigma = -dA/A$$

Las normas reconocen este efecto disminuyendo el alargamiento requerido cuando las probetas son más delgadas que el espesor estándar.

4.5.4 Influencia de la velocidad de deformación

Un aumento de la velocidad de deformación de los metales que presentan una transición dúctil-frágil incrementa su tendencia a la fragilización., es decir, un incremento en su temperatura de transición. La teoría de la activación térmica de la deformación plástica nos dice que un aumento de la velocidad de deformación aumenta sobretodo el límite de elasticidad de los metales para los cuales una disminución de la temperatura produce un incremento brusco de su limite de elasticidad. Estos metales son los que presentan una transición dúctil-frágil. Este incremento de la velocidad de deformación disminuye la cantidad de deformación plástica que acompaña la propagación de una grieta y por lo tanto el termino γ_p de la ecuación de Griffith-Orowan. En un estado atermico, es decir, muy por arriba de la temperatura de transición, la velocidad de deformación no tiene más influencia sobre el límite de elasticidad o sobre γ_p.

4.5.4 Influencia de la composición, microestructura y de tratamiento térmico.

La composición y las condiciones de conformado y de tratamiento térmico de metal son las que determinan la microestructura y la distribución de los elementos a través de la microestructura y por lo tanto, son los que determinan las propiedades de ductilidad o fragilidad de una aleación.

Una contribución importante de microestructura se debe a la presencia de inclusiones las cuales afectan la fragilidad y producen una direccionalidad de las propiedades. Las inclusiones pueden fungir como sitios de germinación de grietas y pueden producir caminos de propagación fácil. Las propiedades direccionales que resultan de estos recorridos de propagación fácil son encontrados en las piezas moldeadas, forjadas o laminadas. Las piezas moldeadas son más dúctiles en la dirección de los granos columnares que en la dirección transversal. La segregación de impurezas entre las dendritas primarias producen camino de propagación fácil. La laminación y la forja provocan el alineamiento de las inclusiones en una dirección. El alineamiento de los límites de grano en esta misma dirección puede también contribuir significativamente a las propiedades direccionales. Además, una contirbución puede surgir también de las orientaciones privilegiadas de los granos, este efecto es a menudo importante en los metales H.C.

Varios solutos pueden favorecer una fractura intergranular concentrándose en los límites de grano y debilitando la cohesión de los átomos cercanos o en los límites. Una grieta que se propaga a lo largo de un límite elimina la unión y al igual que la energía asociada a esta. Por lo cual el incremento de energía por unidad de superficie producida por este agrietamiento es $(2\gamma_s - \gamma_j)$. Los átomos solutos que favorecen la fractura intergranular son por lo tanto aquellos que disminuyen γ_s, en el límite de grano y no aquellos que disminuyen γ_j, la energía del límite de grano.

Este efecto de fragilización intergranular es un efecto de tratamiento térmico. Para producir una segregación del soluto en el límite de grano es necesario mantener la pieza en una gama de temperatura que permita esta segregación o enfriar lentamente a través de esta gama de temperatura. Cuando la temperatura es más elevada, la entropía del sistema favorece una disolución completa del soluto y cuando la temperatura es muy baja, el pequeño grado de difusión no producen una segregación importante. Por lo tanto, una vez que la segregación ha tenido lugar, esta fragilización puede ser eliminada por un recocido de disolución de solutos segregados seguido de un temple. Los elementos que producen la fragilización intergranular en los aceros son el P, Sb, Sn, O y As, aún en muy pequeñas concentraciones. La adición de 0.01% de oxígeno en el hierro aumenta la temperatura de transición por aproximadamente 200°C y cambia el camino de propagación a una propagación intergranular.

El tratamiento térmico afecta también la naturaleza, la forma, el tamaño y la distribución de las fases o de los precipitados en las aleaciones. Cada uno de estos factores puede afectar la fragilidad. En un gran número de aleaciones incluyendo los aceros aleados, es indispensable evitar un tratamiento térmico o un enfriamiento lento en una cierta gama de temperaturas para evitar una precipitación fragilizante.

Uno de los problemas de este tipo que tiene lugar en los aceros al carbono y que en los aceros aleados es conocida como fragilidad en azul. Es el fenómeno que está ligado a un envejecimiento después de un conformado y toma su nombre del color del óxido formado en la gama de tempratura de fragilización (300-400°C). En esta gama de temperaturas, el envejecimiento produce la precipitación de carburos sobre las dislocaciones. Este anclaje eficaz de las dislocaciones diminuye fuertemente la deformación plástica que puede acompañar la propagación de una grieta a temperaturas ordinarias que por lo tanto conduce a la fragilidad. Este efecto es sobre todo importante cuando la velocidad de carga es muy rápida, lo cual no da oportunidad de

formar nuevas dislocaciones.

4.5.5 Influencia del medio.

Dentro de los fenómenos más importantes de fragilización debido a los efectos del medio, son la corrosión bajo esfuerzos, la fragilización por contacto con algunos metales líquidos, la fragilización por hidrógeno y los fenómenos de fragilización producidos por la radiación.

La corrosión bajo esfuerzos es un fenómeno de propagación lenta de una grieta bajo el efecto combinado de una grieta y de una corrosión. Para cada metal susceptible a este fenómeno los medios nocivos son bastante específicos y no producen más que muy poco ataque general (es decir producen principalmente una corrosión localizada). Debido a esto una grieta puede propagarse profundamente en el metal sin mostrar signos evidentes de ataque. El resultado es a menudo una fractura espontánea y catastrófica. Los mecanismos de propagación en la corrosión bajo esfuerzos al igual que la separación del papel de la corrosión en estos mecanismos son a menudo mal conocidos y parecen variar considerablemente de un caso al otro. Algunos casos de corrosión bajo esfuerzos deberían ser clasificados como fracturas dúctiles debido a que la deformación plástica cerca del fondo de la grieta parece ser necesaria para romper la película pasiva que se forma en el fondo de la grieta y por lo tanto permitir que la corrosión continúe. También parece ser posible que la corrosión bajo esfuerzos de los aceros ferríticos y martensíticos sea realmente una fragilización por hidrógeno, donde la corrosión sirve como fuente de hidrógeno el cual se traslada al frente de la grieta por difusión.

El fenómeno de fragilización producido por el contacto de un metal líquido es algo semejante al de la corrosión bajo esfuerzos. Los mecanismos de propagación de este fenómeno están bien establecidos. Es el tipo de fractura de los metales por el cual la cantidad de deformaciones plásticas que acompañan la propagación parece ser generalmente la más pequeña. En general la solubilidad del metal atacado en el líquido atacante es muy pequeña, por lo cual parece altamente probable que este efecto es debido a una fuerte disminución de la energía de cohesión o de γ_s, por adsorción de átomos en el fondo de la grieta. La propagación puede efectuarse rápidamente pero es necesario que el metal líquido (o algunas solamente su vapor) se traslade al fondo de la grieta. El líquido debe mojar el metal atacado. Los metales atacados son el acero (al carbono o baja aleación) por Li, Hg, Zn, Cd, Pb (la fragilización producida por el Pb y por el Cd puede también tener lugar por abajo del punto de fusión de estos metales), el aluminio y sus aleaciones por Hg, Ga, Sn, e In, los latones por el Hg, Pb y Sn.

El hidrógeno produce problemas de fragflización en varios metales. El átomo de hidrógeno que es muy pequeño se difunde rápidamente en los metales y además puede ser absorbido en el metal durante un recocido en la atmósfera reductora, durante una depositación electrolítica o durante un ataque químico.

Un tipo de fragilización por hidrógeno es producida por la recombinación de átomos de hidrógeno para precipitar bolsas de moléculas de gas al interior de un metal. La presión resultante de estas bolsas de gas puede ser muy grande. En los aceros, este fenómeno tiene lugar cuando una sobre saturación de hidrógeno en solución es producida por un durante un enfriamiento. Esta precipitación puede producir un agrietamiento interno que fragilice seriamente el acero. Estas grietas (fisheyes) son identificables

sobre las superficies de fractura final debido a su forma redonda y su aspecto brillante.

Un aspecto más importante de la fragilización por hidrógeno de los aceros a alta resistencia es el de la fatiga estática. En una gama de temperaturas cerca de la temperatura ambiente, el hidrógeno es atraído a la región de fuerte tensión hidrostática en la punta de una entalla o de una grieta, donde este favorece una pequeña propagación de la grieta debido a que debilita la energía de cohesión de los átomos colocados en el fondo de la grieta. Para que la propagación continúe es necesario esperar que el hidrógeno se difunda nuevamente hacia la región que se encuentra bajo un fuerte esfuerzo hidrostático el cual ha cambiado de posición. La propagación es entonces lenta y discontínua. Este fenómeno de fatiga estática está ligado a la fragilización de los aceros que contienen hidrógeno en solución durante una deformación plástica lenta. Un grado elevado de deformación no da ninguna oportunidad al nitrógeno de difundirse a las regiones de fuertes esfuerzos hidrostáticos en el fondo de las grietas y por lo tanto no produce este tipo de fragilización. Son los aceros ferríticos y martensíticos con un alto límite de elasticidad los cuales son susceptibles a la fragilización por hidrógeno.

La radiación produce una disminución de la ductilidad de los metales y/o el aumento de la temperatura de transición. La radiación produce un gran número de defectos cristalinos que dificultan el desplazamiento de dislocaciones lo cual disminuye γ_p en la ecuación Griffith - Orowan y aumenta la temperatura de transición de los metales que presentan una transición dúctil-frágil. Esta creación de efectos cristalinos aumenta también el límite de elasticidad. Las primeras dislocaciones que se deslizan aumentan los defectos de sus bandas de deslizamiento el cual provoca la deformación que tiende a concentrarse en un pequeño número de bandas. El grado de deformación es pequeño lo cual produce una estricción rápida. Esto indica que aún durante la fractura dúctil, la radiación produce una fragilización por la disminución del alargamiento uniforme. Otro problema de la fragilización de los aceros radiados es el producido por la precipitación de burbujas de gas de argón en los aceros al boro.

4.6 Cuasi-Clivage.

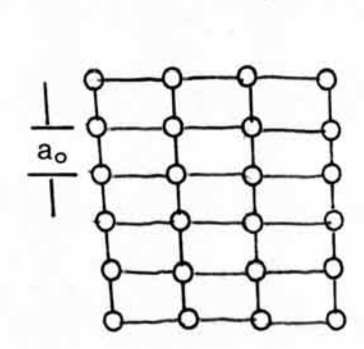
Una faceta cristalografica relacionada a las facetas de clivage, es la de cuasi-clivage. Este termino ha sido utilizado a menudo para describir las superficies de fractura que presentan caracteristicas similares a las superficies de clivage. Estas superficies se producen principalmente durante corrosión bajo esfuerzos o cerca del unbral de de la fractura por fatiga. Este tipo de fractura presenta una considerable cantidad de desgarramiento a lo largo de las lineas de rio.

Las superficies del cuasi-clivage clasico o verdadero, son encontradas a menudo en estructuras bainiticas ó martensiticas, en los cuales la reiniciación del clivage ocurre ligeramente adelante del frente macroscopico de la grieta dentro de un grano de austenita sobre planos que son esencialmente paralelos. El cambio de deformación plana a esfuerzo plano conforme las pequeñas grietas se producen un fuerte desgarramiento a lo largo de algunas lineas de rio. La siguiente figura muestra un ejemplo de cuasi-clivage.



LA MICROFOTOGRAFIA MUESTRA UNA SUPERFICIE DE CUASI-CLIVAGE PRODUCIDO DURANTE UNA PRUEBA DE TENACIDAD A LA FRACTURA SOBRE UNA SOLDADURA DE ACERO. EL TIPO "UNION JACK" DE LAS LINEAS DE RIO ES PRODUCIDO POR LA MISMA TENDENCIA QUE LA DE UNA GRIETA DE CLIVAGE DE PROPAGARSE PREFERENCIALMENTE EN LAS DIRECCIONES 110 Y 100 EN LOS METALES C.C. LO CUAL ES RESPONSABLE DE LOS PATRONES HERRING-BONE

chevrones



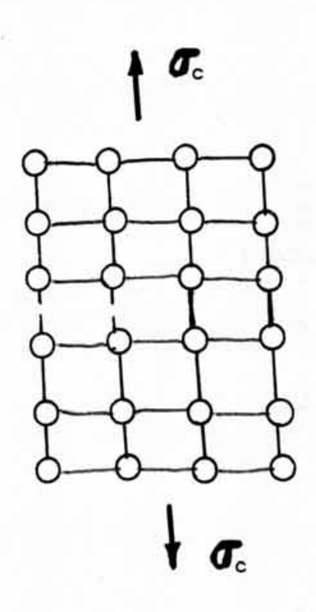


FIG. 1. EL CLIVAJE ES LA FRACTURA, BAJO EL EFECTO DE UNA TENSION, DE LOS ENLACES ATOMICOS SOBRE UN PLANO CRISTALOGRAFICO.

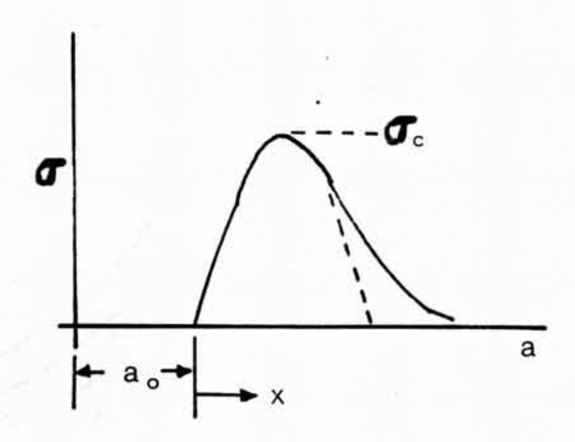


FIG. 2. LA TENSION REQUERIDA PARA ALARGAR LOS ENLACES ATOMICOS, UNA LONGITUD $a > a_o$, DONDE a_o, ES EL PARAMETRO RETICULAR, PUEDE SER APROXIMADA POR UNA CURVA DE $X=O$ a $X=\lambda/2$, DONDE $X=a - a_o$.

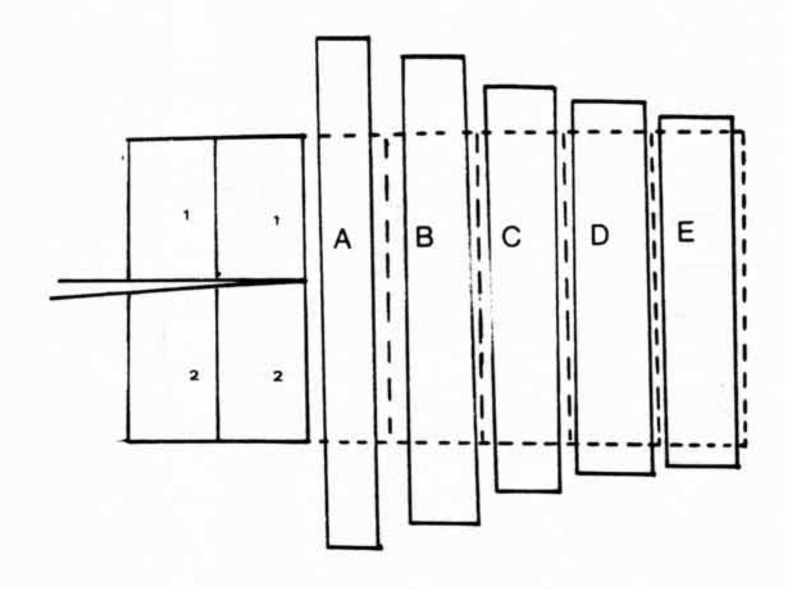


FIG. 3. DEFORMACION DE ELEMENTOS EN EL VERTICE DE UNA GRIETA AGUDA CUANDO CONSIDERAMOS CADA ELEMENTO COMO INDEPENDIENTE DE SUS VECINOS.

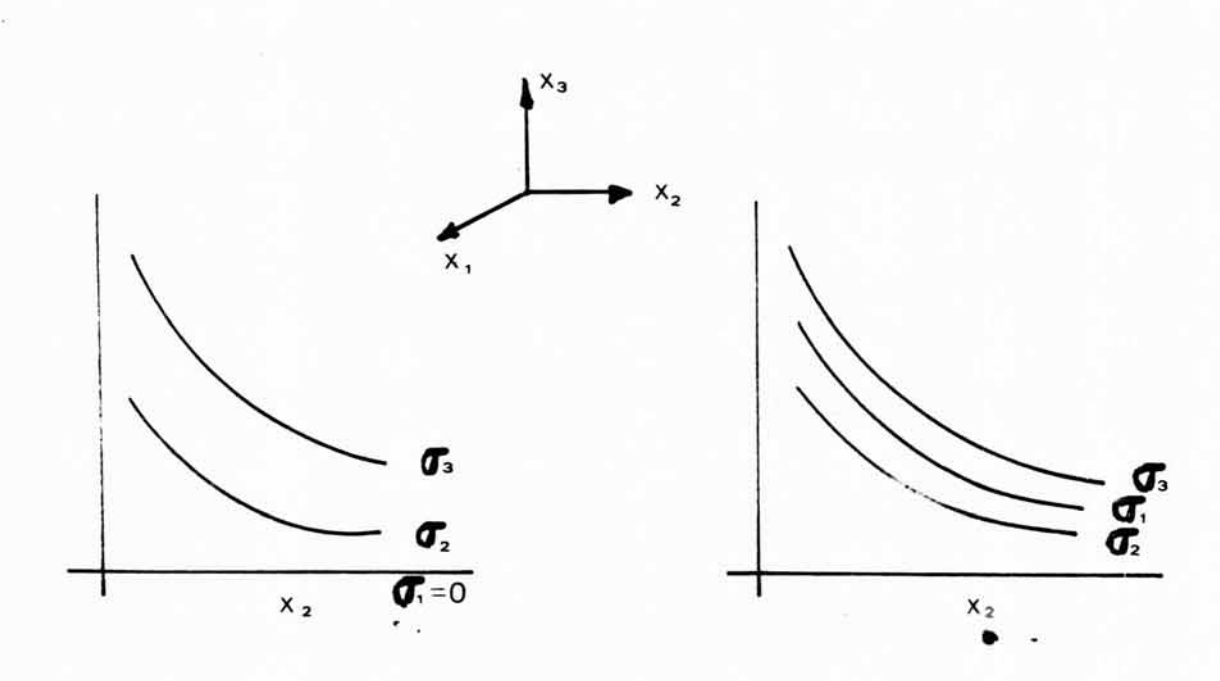


FIG. 4. DISTRIBUCION DE ESFUERZOS EN EL VERTICE DE UNA GRIETA AGUDA EN EL CASO DE MATERIAL ELASTICO LINEAL. (a) ESFUERZO PLANO; (b) DEFORMACION PLANA.

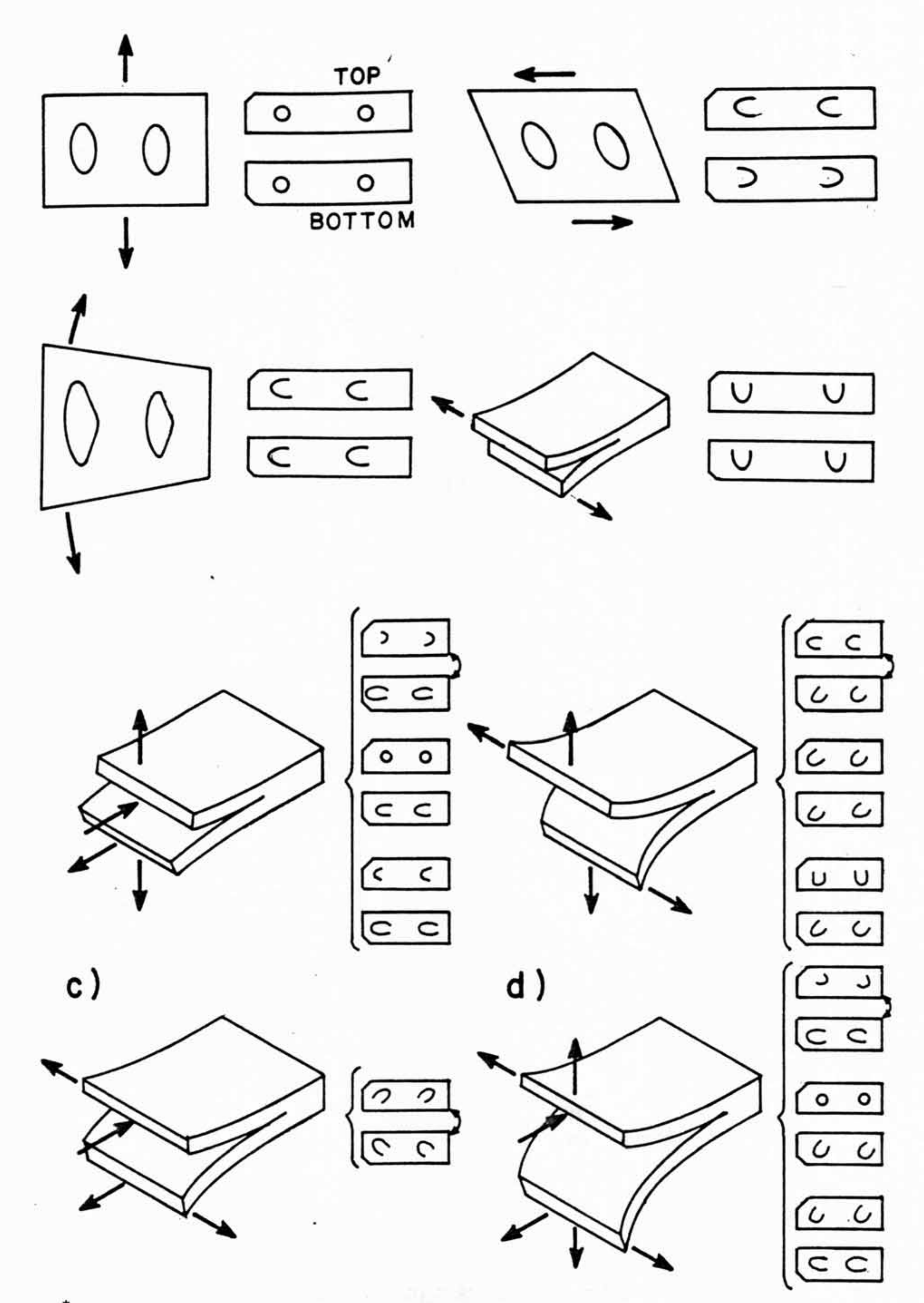
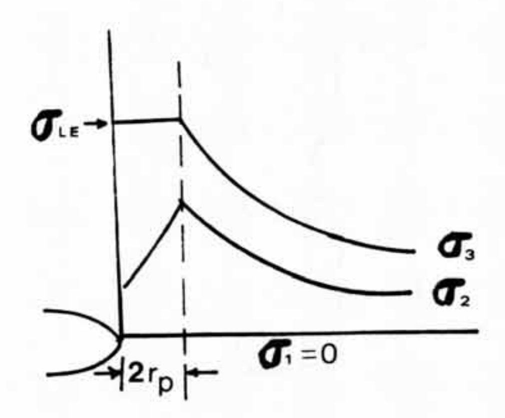


FIG.10*. PATRON DE CUPULAS SOBRE LAS SUPERFICIES OPUESTAS DE FRACTURA PRODUCIDAS POR LA ACCION BI- O MULTI-AXIAL DE ESFUERZOS.



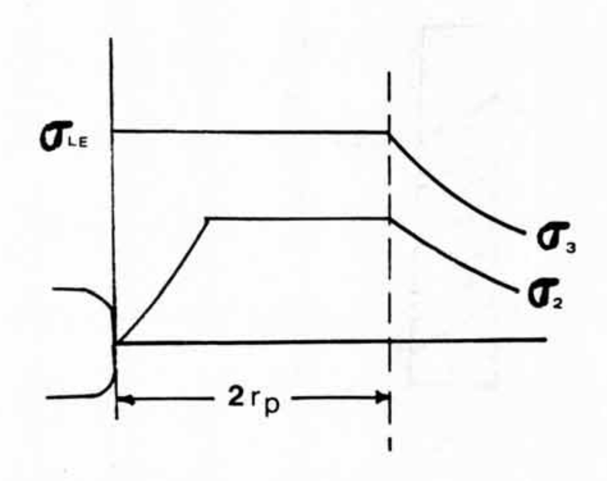
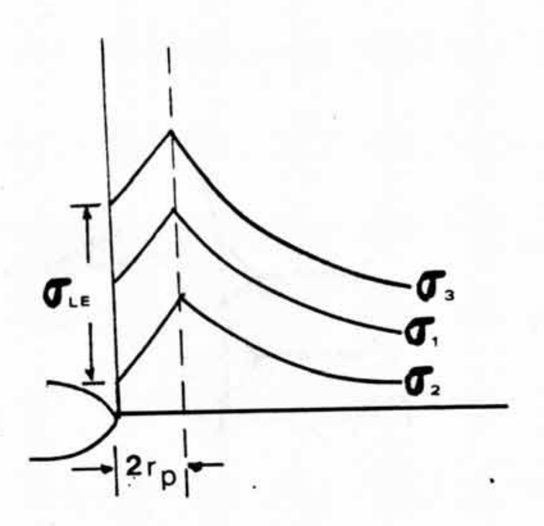


FIG. 7. DISTRIBUCION DE ESFUERZOS EN ESFUERZO PLANO EN EL CASO DE UN MATERIAL ELASTICO-PERFECTAMENTE PLASTICO PARA (a) UN VERTICE DE GRIETA LIGERAMENTE REDONDEADO POR UNA PEQUEÑA ZONA PLASTIFICADA; (b) UN VERTICE DE GRIETA FUERTEMENTE REDONDEADO POR UNA GRAN ZONA PLASTICA ($2r_p$= TAMAÑO DE LA ZONA PLASTIFICADA.



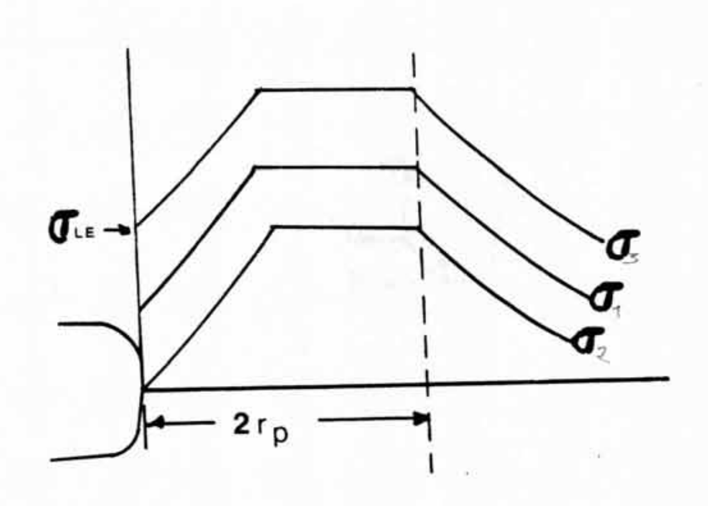


FIG. 8. IGUAL QUE LA FIGURA 7, PERO PARA UN ESTADO DE FORMACION PLANA.

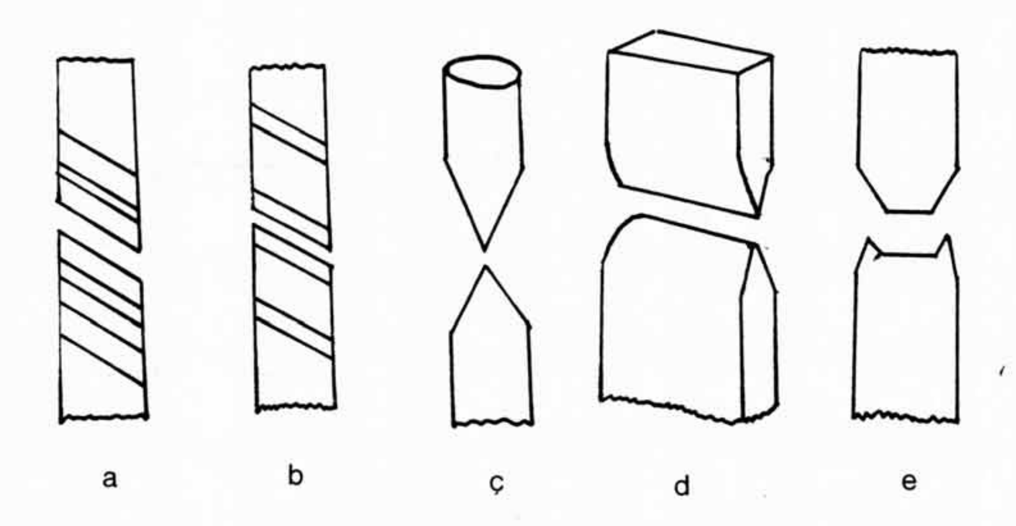


FIG. 9. LAS DIFERENTES FORMAS DE FRACTURAS DUCTILES OBLICUAS CAUSADAS POR (a) DESLIZAMIENTO CONCENTRADO EN UN PLANO, (b) UNA BANDA, (c) ESTRICCION IDEAL, (d) ESTRICCION IDEAL, (e) POR COPA Y CONO.

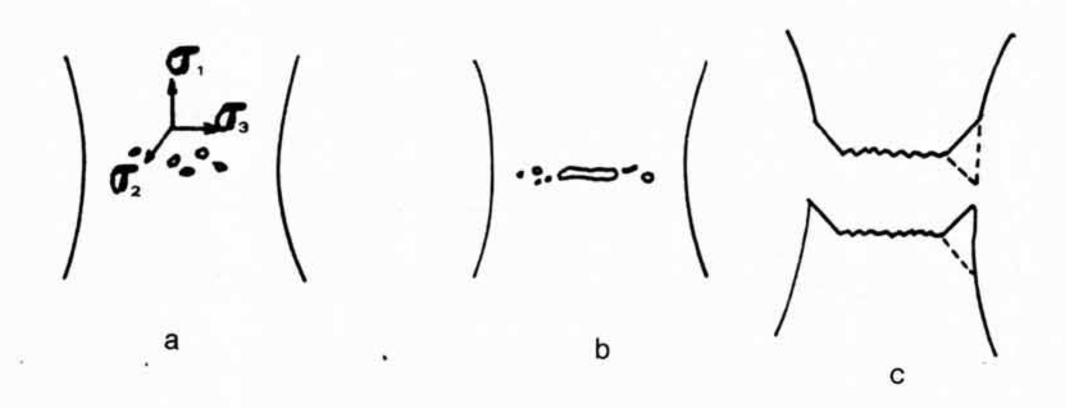
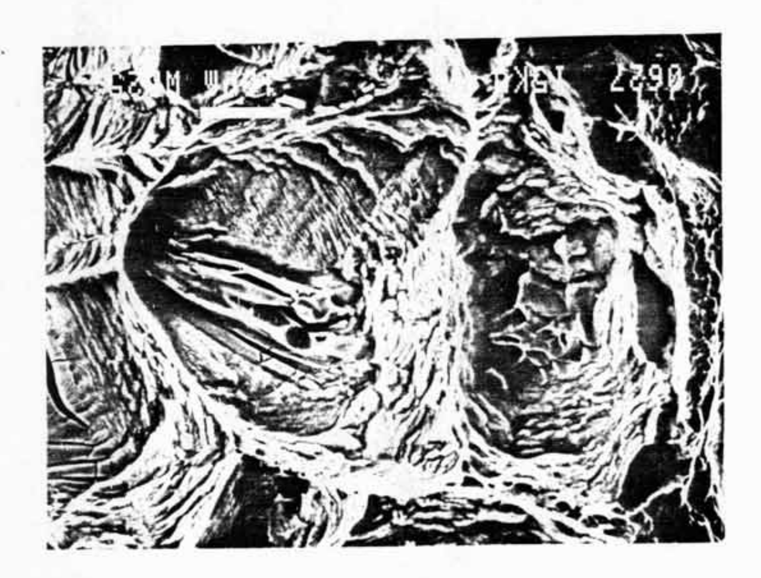
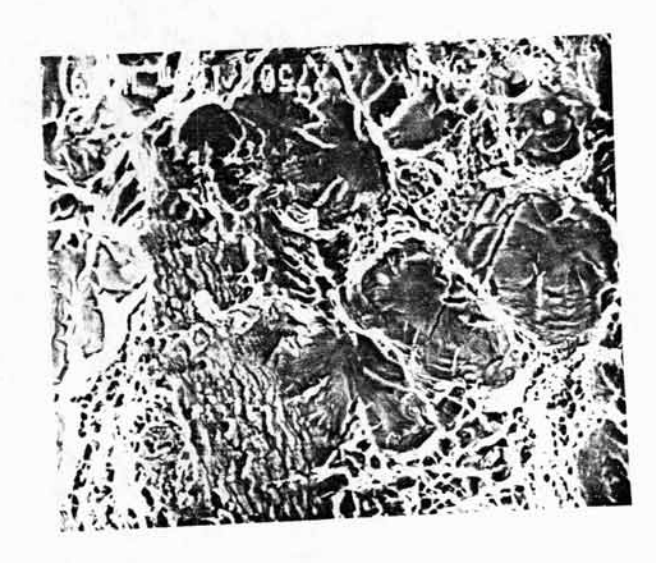
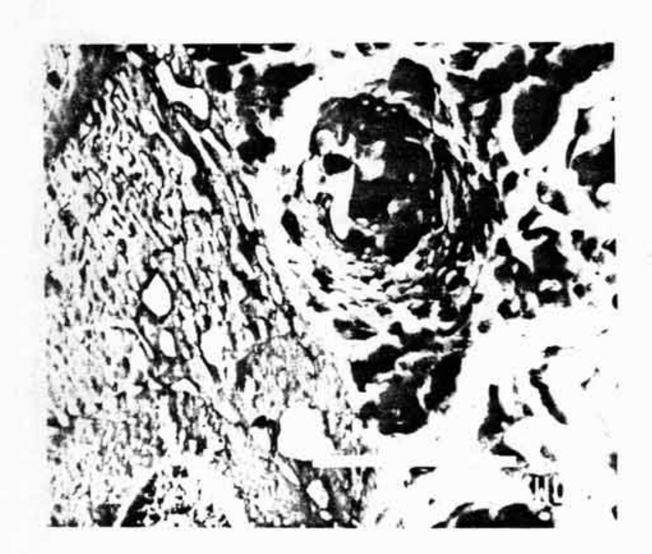


FIG.10. LA FRACTURA COPA Y CONO SE LLEVA ACABO EN TRES ETAPAS. GERMINACION DE CAVIDADES, CRECIMIENTO DE LAS CAVIDADES Y COALESCENCIA.







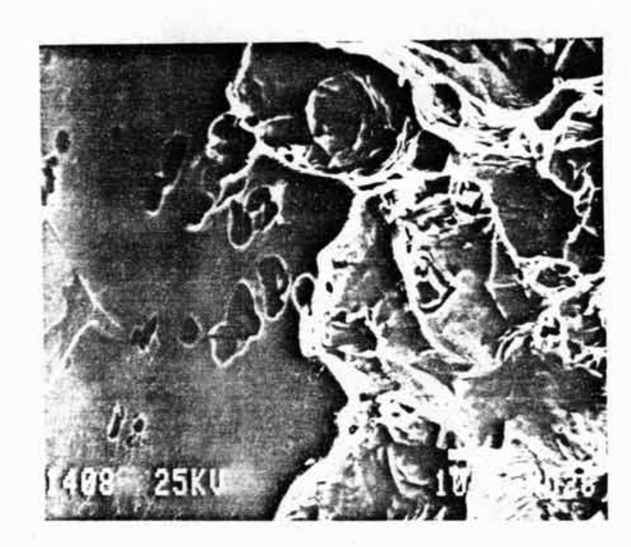


FIG.12. ASPECTOS DE LA FRACTURA DUCTIL; (a) Y (b) CUPULAS FORMADAS POR LA FRACTURA DE PARTICULAS DE SEGUNDA FASE; (c) Y (d) PERFILES ENTRE LA METALOGRAFIA Y LA SUPERFICIE DE FRACTURA MOSTRANDO LA FORMACION DE CUPULAS A PARTIR DE PARTICULAS DE SEGUNDA FASE.

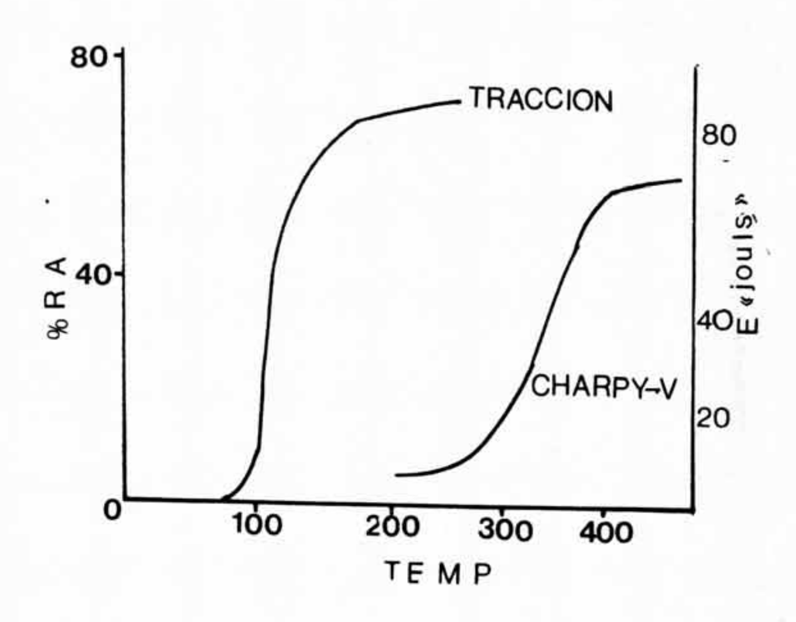


FIG.13. TRANSICION DUCTIL-FRAGIL DE UN ACERO BAJO CARBONO MOSTRADO POR LOS ENSAYOS DE TRACCION Y DE IMPACTO.

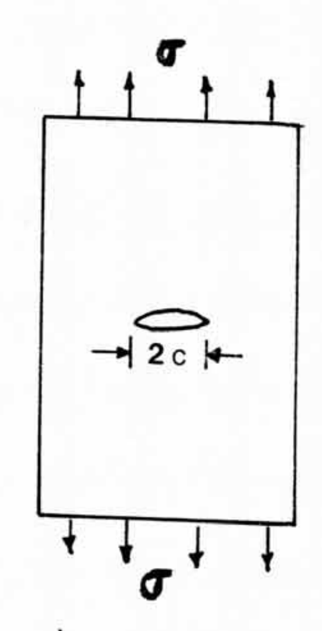
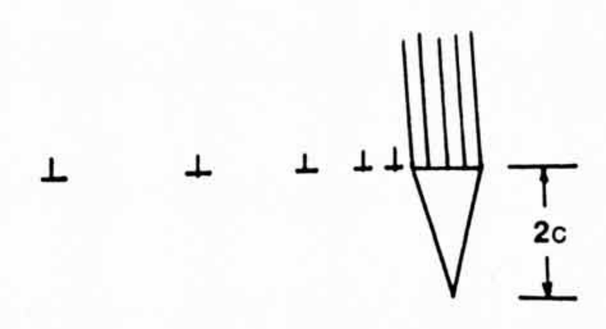
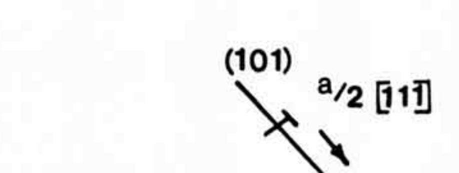
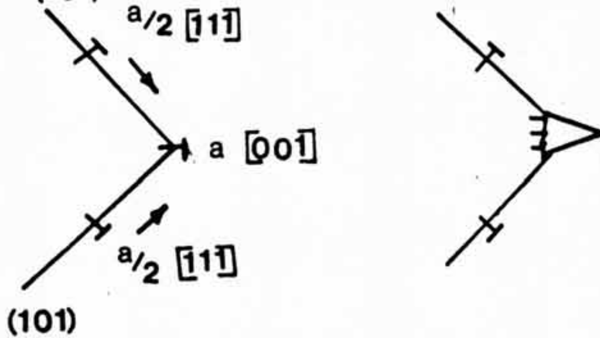


FIG.14. LA ECUACION DE GRIFFITH ES CALCULADA PARA UNA GRIETA QUE ATRAVIEZA EL ESPESOR DE UNA LAMINA DELGADA SOBRE UNA LONGITUD 2C (ESTADO DE ESFUERZO PLANO).







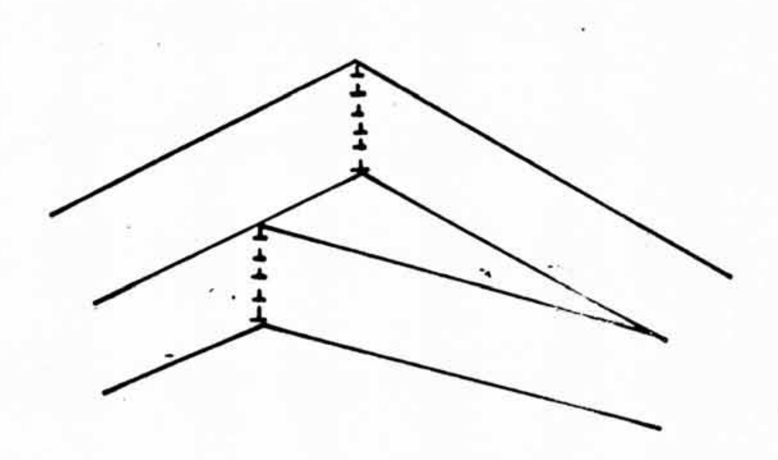


FIG.15. GERMINACION DE MICROGRIETAS (a) POR LA COALESCENCIA DE N DISLOCACIONES DE BORDE EN LA PUNTA DE UN APILAMIENTO; (b) POR LO REACCION ENTRE DISLOCACIONES DE BORDE SENSIBLES QUE COALECEN JUNTAS; (c) POR EL DESLIZAMIENTO DE UNA DE LAS PARTES DE UNA UNION DE FLEXION EN UN H.C. COMO EL Zn PARA PRODUCIR CLIVAJE SOBRE EL PLANO BASAL.

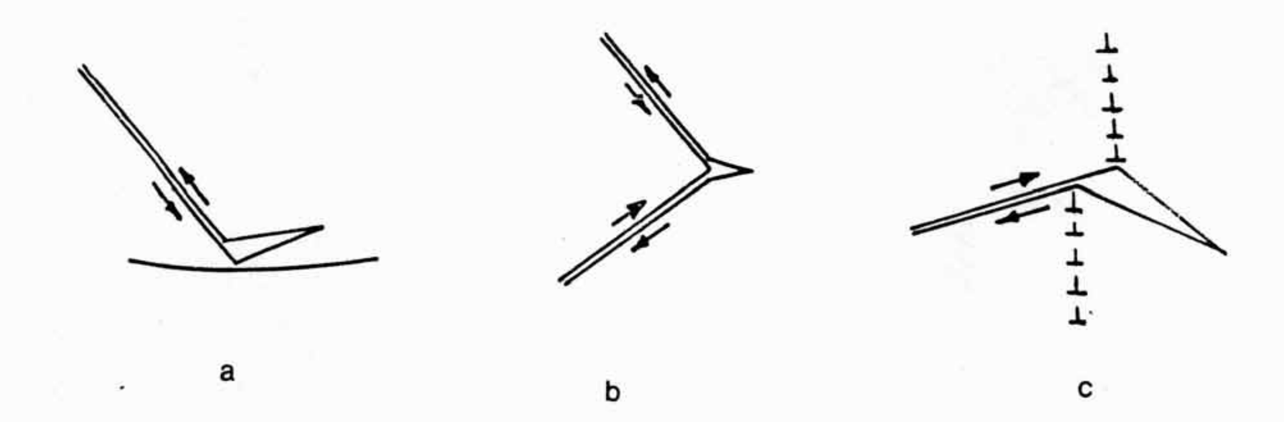
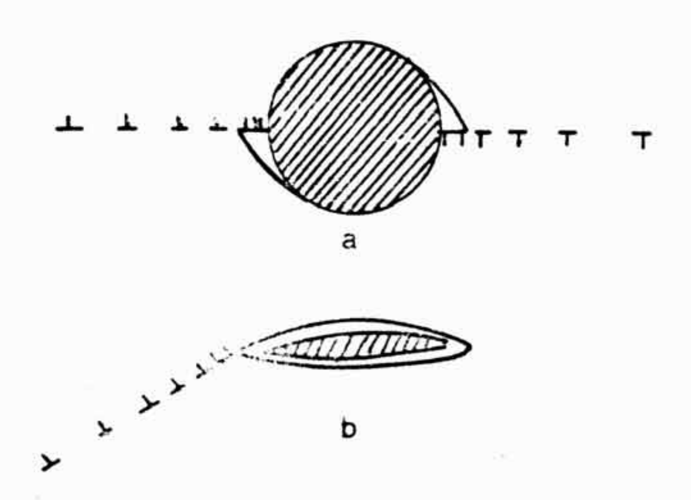
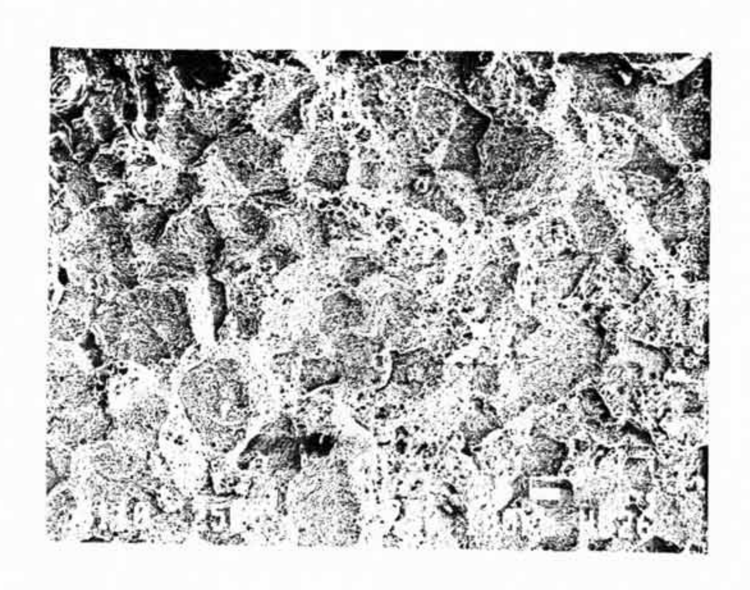


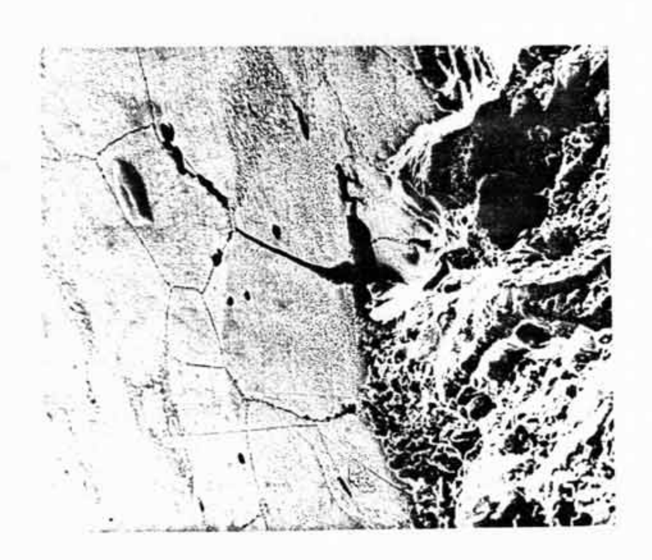
FIG.16 LOS MECANISMOS DE GERMINACION DE GRIETAS DE LA FIG.15 SE EXPLICAN TAMBIEN CONSIDERANDO EL CORTE QUE OCURRE DURANTE EL DESPLAZAMIENTO.



F[illegible] LAS MICROGRIETAS O CAVIDADES SE PRODUCEN CUANDO EL APILAMIENTO DE DI[illegible]CIONES PROVOCA LA DECOHESION DE LA INTERFASE INCLUSION-MATRIZ O PARTICULAS DE S[illegible]UNDA FASE.







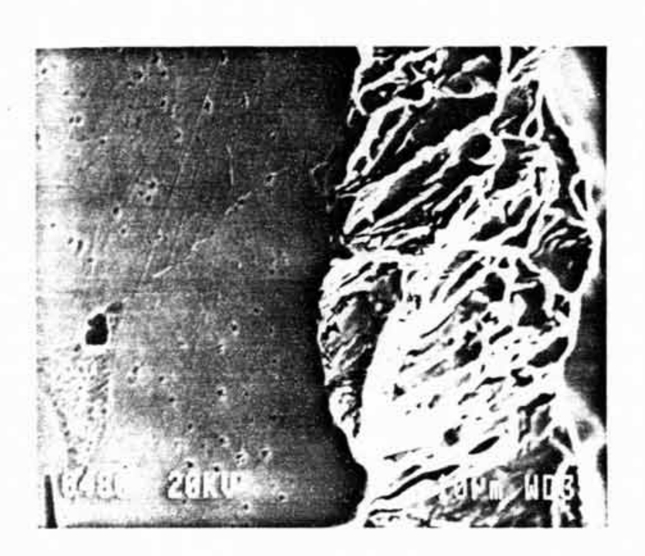


FIG./ .. ASPECTOS DE LA FRACTURA INTERGRANULAR (A) FRAGIL; (B) DUCTIL

.2

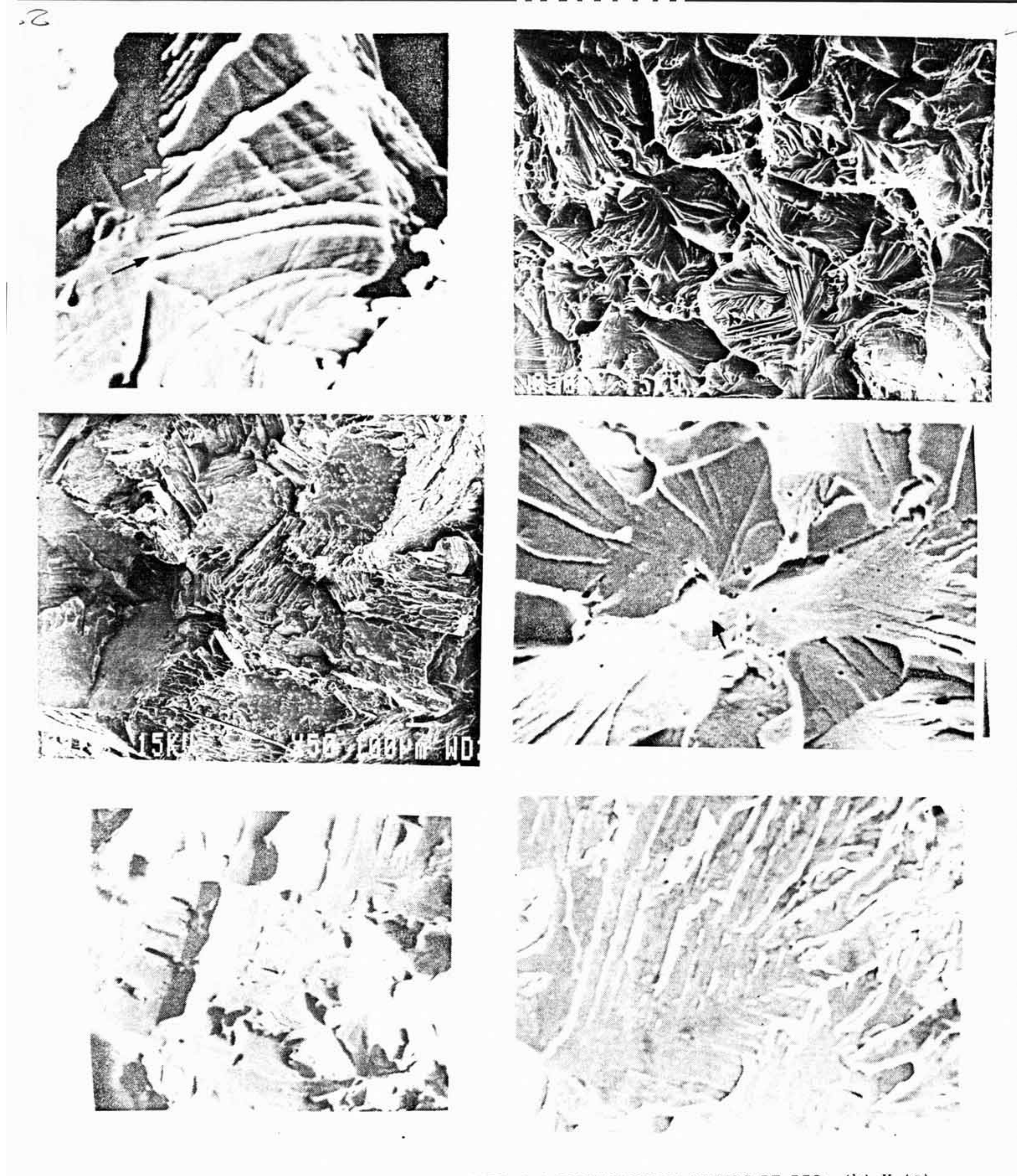


FIG./[illegible]. APSECTOS DE LA FRACTURA FRAGIL.(a) FORMACION DE LINEAS DE RIO; (b) Y (c) ASPECTO GENERAL DE UNA FRACTURA FRAGIL EN UN C.C. Y EN UN H.C.; (D) PUNTO DE INICIACION DEL CLIVAGE; (e) FORMACION DE TONGUES EN UNA ACERO DECARBURIZADO; (F) PATRON DE CLIVAGE DEL TIPO DE "HERRING-BONE"

Chevron